

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-069566/

(43)Date of publication of application : 08.03.2002/

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/60

F16C 3/02

(21)Application number : 2000-261691 /

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 30.08.2000 /

(72)Inventor : OCHI TATSURO  
OBATA TATSURO  
HASHIMURA MASAYUKI

(54) STEEL FOR INDUCTION HARDENING EXCELLENT IN TORSIONAL FATIGUE CHARACTERISTIC AND INDUCTION HARDENED PARTS

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide steel for induction hardening excellent in torsional fatigue characteristics and suitable as steel for shaft parts such as an automobile drive shaft and to provide induction hardened parts.

SOLUTION: This steel has a composition containing 0.3 to 0.58% C, 0.01 to 1.0% Si, 0.85 to 1.7% Mn, 0.005 to 0.15% S, 0.0005 to 0.005% B, 0.001 to 0.1% Al and 0.0003 to 0.01% Zr and further containing specified quantity of one or more kinds selected from Te, Ca, Zr, Mg, Y and rare earth elements and has a microstructure consisting substantially of ferrite-perlite, in which the structural area ratio of ferrite is  $1-1.05 \times C$  or lower to the C content (%), and the ferrite grain size is  $\leq 25 \mu\text{m}$ .

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

## \* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.\*\*\* shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

## CLAIMS

## [Claim(s)]

[Claim 1] By mass %, C:0.3 – 0.58%, Si:0.01–1.0%, Mn:0.85–1.7%, S:0.005 – 0.15%, B:0.0005 – 0.005%, and aluminum:0.001–0.1% are contained. Furthermore, Te:0.0005–0.02%, calcium:0.0005–0.02%, Zr: 0.0003–0.01%, Mg:0.001–0.035%, Y:0.001 – 0.1%, rare earth elements : Two of one sort or 0.001 – 0.15% of sorts or more are contained. P:0.025% or less, less than [ Cr:0.35% ], less than N:0.0070%, Restrict to O:0.0025% or less respectively, and the remainder consists of iron and an unescapable impurity, and a microstructure is a ferrite pearlite organization substantially and the rate of organization area of a ferrite receives the content carbon content C (%). Steel for induction hardening which is characterized by being below  $1-1.05 \times C$  and the diameter of ferrite crystal grain being 25 micrometers or less and which twisted and was excellent in the fatigue property.

[Claim 2] Furthermore, steel for induction hardening according to claim 1 which is characterized by containing less than [ Ti:0.05% ] by mass % and which twisted and was excellent in the fatigue property.

[Claim 3] Furthermore, steel for induction hardening according to claim 1 or 2 which is characterized by containing two of one sort or less than [ Nb:0.04% ] and V:0.4% or less of sorts by mass % and which twisted and was excellent in the fatigue property.

[Claim 4] Furthermore, steel for induction hardening which any one publication of claim 1–3 characterized by containing one sort or two sorts in less than [ Mo:0.3% ] and less than [ nickel:1% ] twisted, and was excellent in the fatigue property with mass %.

[Claim 5] Furthermore, steel for induction hardening which any one publication of claim 1–4 characterized by the scores of the ferrite band of the organization of a cross section parallel to the hot rolling direction being 1–5 twisted, and was excellent in the fatigue property.

[Claim 6] The induction hardening components which have the component of any one publication of claim 1–4, and are characterized by the aspect ratio of MnS being ten or less and which twisted and were excellent in the fatigue property.

[Translation done.]

## \* NOTICES \*

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

## DETAILED DESCRIPTION

## [Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention is concerned with the steel for induction hardening, and relates to the steel for induction hardening suitable as a material of the various shafts like the drive shaft manufactured in more detail by carrying out induction hardening on the frequency of 5-40kHz, or an outer ring of spiral wound gasket which twisted and was excellent in the fatigue property. If this development steel is used, it is effective also in the baked crack prevention at the time of induction hardening. The fabrication process of the components set as the object of application of the present steel is the process which performs annealing before the process and cold forging which performs direct cold forging, without performing annealing, or in the middle, the process which included a cutting process in these or the process which carries out the fabrication of the components mainly by cutting, the process which carry out the fabrication of the components by cutting which included the annealing process in part, the process which include forming of rolling in these either further, the process which combined warm forging with these either. In addition, since the target components are manufactured by cold working, such as cutting and cold forging, in this way by this invention, it is minded also about cold-working nature.

[0002]

[Description of the Prior Art] The various shafts manufactured at an induction hardening process have strong orientation of high-intensity-izing in connection with the high increase in power of an automobile engine in recent years, or atmospheric control correspondence. The main necessary property of these components is twisted and is a fatigue property.

[0003] It is aimed at the product which carries out induction hardening on the frequency of 5-40kHz in this invention. Primarily, the hardening layer depth is shallow (for example, the hardening layer depth is the quadrant grade of a radius), reservation of abrasion resistance etc. was a subject and the product by which induction hardening is carried out on the frequency around 100kHz which is the conventional mainstream was a technical problem with important reservation of the hardness of the outermost surface. On the other hand, since the technique which carries out induction hardening on the frequency of 5-40kHz made into an object by this invention can make the hardening layer depth deep, it recently attracts attention.

[0004] JP,3-177537,A — C:0.38 - 0.45%, less than [ Si:0.35% ], and Mn: — 0.3 - 1.0%, B:0.0005 - 0.0035%, Ti:0.01-0.05, and aluminum: — more than ferritic grain size number:6, a microstructure:ferrite and a pearlite, hardness 80-HRB 90, and direct cutting and the steel materials for induction hardening that have less than [ decarbonization depth:DM-T0.2mm ] which is specified by JIS0558 are shown 0.01 - 0.06% and N:0.01% or less. In this invention, in order to raise machinability further, suppose that a free-cutting component like further S:0.005 - 0.30%, calcium:0.0002-0.005%, Pb:0.005-0.30%, and Te:0.005-0.10% can be added if needed. The point of these invention steel materials having applied B steel, and having specified the decarbonization depth is the description. Although the property at the time of carrying out induction hardening to this official report on the frequency of 100kHz is indicated, the property at the time of carrying out induction hardening on the frequency of 5-40kHz made into an object by this invention is not indicated. moreover, this official report is primarily perceived by this invention — it twists and reference is not made at all about a fatigue strength property. It is added S:0.02 order, and the steel shown as an example is considered that Expanding MnS exists so much, and is considered that generating of the hardness nonuniformity of the induction hardening section becomes a problem, it twists and it is thought that its fatigue strength property is not enough.

[0005] Moreover, direct cutting and the steel materials for induction hardening which have a fine grain organization beyond ferritic grain size number:6 are shown in JP,5-179400,A C:0.38 to 0.45% less than [ Si:0.35% ], Mn:1.0% \*\* -1.5%, B:0.0005 - 0.0035%, Ti:0.01-0.05, aluminum:0.01-0.06%, and N:0.01% or less. The purport containing one sort (Pb:0.01-0.20%, S:0.005 - 0.30%, Bi:0.01-0.10%, Te:0.0005-0.10%, and calcium:0.0003-0.0050%) or two sorts or more is shown by claim 4 of this invention. These invention steel materials are steel materials to which the amount of Mn was made to increase to JP,3-177537,A. Although it twists in this official report and reinforcement is indicated, it twists and fatigue strength is not indicated. Since it is added S:0.02 order and Expanding MnS exists so much, the steel shown as an example is considered that generating of the hardness nonuniformity of the induction hardening section becomes a problem, it twists and it is thought that its fatigue strength etc. is not enough.

[0006] Moreover, it sets to the longitudinal section which passes along the axial center of a line or cylindrical rolled stock in JP,11-1749,A. It is parallel to this axial center, and exist from this axial center in 1/4, and 100mm 2 of D (D expresses diameter of rolled stock) specimen plane products which contain the left imaginary line as a center line. The steel for induction hardening excellent in the bending fatigue strength and rolling fatigue strength which are characterized by compound inclusion with a diameter of 10 micrometers or more which consists of an oxide system and a sulfide system being 20 or less pieces is shown. In this invention, it is supposed as a selection element that less than [ Te:0.1% ] and less than [ Zr:0.1% ] can be contained S:0.1% or less, B:0.01% or less, and calcium:0.0005-0.01%. The aim of addition of this invention of calcium, Te, and Zr is to raise [ spheroidizing MnS and improving an anisotropy and ] machinability, without degrading toughness and a bending fatigue property. The point of having restricted big and rough compound inclusion with a diameter of 10 micrometers or more which consists of an oxide system and a sulfide system for the purpose of this invention offering the steel for induction hardening which may discover the bending fatigue property which stood high with induction hardening, and a rolling fatigue property in the above-mentioned range is the description. However, in this invention, it twists and reference is not made at all about the fatigue property. Bending fatigue is the phenomenon of a crack carrying out generating

propagation in a cross section perpendicular to shaft orientations, and resulting in destruction with tensile stress, [ a front face or near the front face ]. On the other hand, it is the phenomenon which has been taken up by this invention and which spreads in respect of twisting, and a crack generating fatigue in respect of being parallel to shaft orientations by shearing stress [ a front face or near the front face ], and making shaft orientations and 45 degrees after that. That is, the operating stress which twists and causes destruction by fatigue breaking and bending fatigue breaking, and cross sections which a crack generates differ from each of gestalten of destruction. Moreover, rolling fatigue is set in the repeat contact phenomenon of a rolling element, it is the phenomenon which a crack generates and spreads from the front face of the contact section, or directly under [ surface ], and it twists with rolling fatigue and a stress condition completely differs from the device of generating and propagation of a crack by fatigue. As mentioned above, the description about the bending fatigue property and rolling fatigue property in JP,11-1749,A is not the thing which was taken up by this invention and which twists and gives suggestion in any way about fatigue strength.

[0007]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] With the indicated above steel, existence of Expanding MnS, that a ferrite is unsuitable forward, etc. twist owing to, and they are considered that a fatigue property is inadequate. This invention offers the steel for induction hardening and the induction hardening components which solved and twisted such a problem and were excellent in the fatigue property.

[0008]

[Means for Solving the Problem] this invention person solved the above-mentioned technical problem using the following means.

[0009] By mass %, namely, C:0.3 - 0.58%, Si:0.01-1.0%, Mn: 0.85-1.7%, S:0.005 - 0.15%, B:0.0005 - 0.005%, aluminum:0.001-0.1% and Zr:0.0003-0.01% are contained. Furthermore, Te:0.0005-0.02%, calcium:0.0005-0.02%, Zr: 0.0003-0.01%, Mg:0.001-0.035%, Y:0.001 - 0.1%, rare earth elements : Two of one sort or 0.001 - 0.15% of sorts or more are contained. Less than [ Ti:0.05% ] is contained further. Further Or less than [ Nb:0.04% ], Two of one sort or V:0.4% or less of sorts are contained. Further Less than [ Mo:0.3% ], One sort or two sorts in less than [ nickel:1% ] are contained. P:0.025% or less, It restricts to less than [ Cr:0.35% ], less than N:0.0070%, and O:0.0025% or less respectively. The remainder consists of iron and an unescapable impurity, and a microstructure is a ferrite pearlite organization substantially and the rate of organization area of a ferrite receives the content carbon content C (%). It is the steel for induction hardening which is characterized by being below 1-1.05xC, and for the diameter of ferrite crystal grain being 25 micrometers or less, or the scores of the ferrite band of the organization of a cross section still more nearly parallel to the hot rolling direction being 1-5 and which twisted and was excellent in the fatigue property.

[0010] Moreover, invention of claim 6 is induction hardening components which have the component of the above-mentioned publication and are characterized by the aspect ratio of MnS being ten or less and which twisted and were excellent in the fatigue property.

[0011] By using the steel and the components of this invention, the product which twisted after induction hardening and was excellent in the fatigue property can be obtained.

[0012]

[Embodiment of the Invention] In manufacture of induction hardening components, in order [ which was excellent after induction hardening ] to twist and to realize a fatigue property, this invention persons investigated wholeheartedly and clarified the following point.

[0013] (1) An induction hardening member twists and fatigue breaking occurs the following process.

A. A crack occurs in respect of being parallel to shaft orientations on the boundary of a front face or a hardening layer, and a core part.

B. A crack spreads in respect of being parallel to shaft orientations the first stage. This is called mode III destruction below.

C. A lifting and the last destruction are caused for a brittle fracture with an intercrystalline crack after mode III destruction in respect of 45 degrees to shaft orientations. This is called mode I destruction below.

[0014] (2) Although it twists and generating of a fatigue crack and initial propagation occur in respect of being parallel to shaft orientations, if Expanding MnS exists in shaft orientations in this case, since generating and initial propagation of a crack will occur along with Expanding MnS, generating and initial propagation of a crack are promoted. Although (c) of drawing 1 shows the destructive behavior at the time of a stress load, Expanding MnS usually exists along with the low carbon martensite section shown all over drawing, and generating of a crack shown all over drawing is promoted by existence of Expanding MnS. From the above reason, generating and initial propagation of a crack are controlled granulation and by making it detailed, MnS is twisted, and fatigue strength improves by leaps and bounds. For generation prevention of Expanding MnS, granulation of MnS, and detailed-izing, addition of Te, calcium, Zr, Mg, Y, and rare earth elements is effective. In addition, since abundant addition of these elements causes a nitride of a big and rough ZrN grade, and oxide generation and checks cold-working nature, it is unsuitable forward. The granulation of MnS by addition of these elements is effective also in the baked crack prevention at the time of induction hardening. In addition, adding calcium, Te, and Zr with an eye on raising spheroidizing MnS to JP,11-1749,A and improving an anisotropy to it, as stated by the way and machinability of the advanced technology is described. However, although calcium, Te, and the aim that carries out Zr addition and granulates MnS are raising machinability, without degrading improving an anisotropy in this official report, toughness, and a bending fatigue property, to this, by this invention, it is twisted and differs from improvement in a fatigue property clearly in both. Moreover, although bending fatigue is mentioned at this invention, since the operating stress which twists, and does not make reference at all about a fatigue property, but twists as mentioned above, and causes destruction in fatigue breaking and bending fatigue breaking, and cross sections which a crack generates differ from each of gestalten of destruction greatly, information which suggests the above-mentioned technical thought of this invention is not included in JP,11-1749,A at all.

[0015] (3) Next, the part of a ferrite becomes a ferrite molar fraction is large and big and rough [ a ferrite grain ] with low carbon martensite from the first after induction hardening, and produce hardness nonuniformity. Since a ferrite usually exists in the shape of a band in parallel with shaft orientations, it will exist after induction hardening in respect of a part with low hardness being parallel to shaft orientations. Drawing 1 is drawing which meant typically what kind of effect comes out after induction hardening, when a ferrite band exists in the organization before induction hardening. it was indicated to drawing 1 that a ferrite band was remarkable — as — after induction hardening — from the first — the part of a pearlite organization — high carbon martensite — the part of a ferrite band serves as low carbon martensite from the first, and a hard layer and a soft layer will exist in the shape of a layer in accordance with shaft orientations. Since shaft orientations become in the direction of shearing stress max when it twists to such steel materials and

the load of the stress is carried out to them, a soft low carbon martensite layer is met, and a shear crack occurs and spreads and causes destruction with low strength. from the above reason, a ferrite molar fraction is high and a ferrite grain is big and rough — a field parallel to the shaft orientations after induction hardening — it twists and generating of a fatigue crack and initial propagation are promoted. Therefore, in order to prevent this, it is indispensable to combine with granulation of MnS, to regulate a ferrite molar fraction, and to make a ferrite grain detailed.

[0016] (4) Next, it is also effective to control the ferrite band itself in addition to rationalization of a ferrite. extent of a ferrite band is shown in drawing 2 — as — the Showa 45 Japan Institute of Metals issue — “ — it is score-ized by seven steps of 1-7 in Japan Institute of Metals 961st page”. [ of the 9 volume / 34th / No. ] namely, the above-mentioned Japan Institute of Metals — to 957th page — 962 pages of volume [ 34th ] No. 9 “The effect of the austenite grain size and forge ratio which are exerted on the ferrite band structure” was indicated as the title, and in order to display extent of “band structure on the 961st page left column of the 7-8th line in quantity, the criteria photograph of Photo.4 was created. it is indicated as “ — having — \*\*\*\* — “Photo.4 of this page Classifications of ferrite bands (x50x2/3x5/6) ” — \*\*\*\* — the criteria photograph of 1-7 is carried. This score shows that a ferrite band is so remarkable that a ferrite band is so slight that the number of a score is small and the number of a score is large. for twisting after induction hardening and aiming at improvement in a fatigue property — the above-mentioned Japan Institute of Metals of the organization of a cross section parallel to the hot rolling direction — it is effective that the scores of the ferrite band defined by the 961st volume [ 34th ] page are 1-5.

[0017] (5) It is effective in reduction of the hardness nonuniformity resulting from a ferrite molar fraction being still larger to regulate the upper limit of Cr content. This prevents the lack of penetration of carbide and depends it on the effectiveness of reducing the hardness nonuniformity by ferrite molar fraction reason.

[0018] (6) The effectiveness of granulation of MnS and the effectiveness of ferrite rationalization which are twisted and are exerted in addition on improvement in a fatigue property are the almost same magnitude.

[0019] (7) Next, in order to control the brittle fracture mode I accompanied by an intercrystalline crack, crystal stressing by the following approach is effective in the shaft orientations which twisted the account of a top and were stated in the column of a fatigue-breaking process “C.” in the field of 45 degrees.

\*\* Add B as an essential element. B depends grain boundary segregation P on the effectiveness driven out of a grain boundary.

\*\* Reduction of P which is a grain-boundary-segregation element, and the amount of O.

\*\* Detailed-izing of the austenite grain organization by detailed-izing of the ferrite of the former organization.

\*\* In order to twist further and to aim at improvement in fatigue strength, detailed-izing of the grain boundary carbide by Si increase in quantity is effective.

[0020] (8) Since the target components in this invention have in addition many that are manufactured by cold working, such as cutting and cold forging, reservation of cold-working nature is also an important technical problem. In order to suppress improvement in hardness in the phase of a material and to raise induction hardening nature, addition of Mn and B is effective. In order to make B effective against hardenability, reduction of N is required and the amount of N is reduced to less than 0.0070% in this invention.

[0021] This invention is made based on knowledge with more than [ new ].

[0022] Hereafter, this invention is explained to a detail.

[0023] After induction hardening, although C is an element effective in giving reinforcement required for steel, since it will become hard and cold-working nature will deteriorate if strength required of less than 0.3% cannot be secured but it exceeds 0.58%, it is necessary to make it into 0.3 – 0.58% of within the limits. An optimum range is 0.4 – 0.56%.

[0024] Although it is an element effective in giving reinforcement required for steel, and hardenability and improving resistance to temper softening while Si is an element effective in deoxidation of steel, less than 0.01% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, if it exceeds 1.0%, the rise of hardness will be caused and cold-working nature will deteriorate. It is necessary to make the content into 0.01 – 1.0% of within the limits from the above reason. The optimum range in the case of thinking cold-working nature as important is 0.01 – 0.5%, and the optimum range in the case of thinking cold-working nature as important specially is 0.01 – 0.15%. Moreover, it is 0.35 \*\* – 1.0%, and when it points to especially high intensity-ization, addition of 0.5 – 1.0% of range is desirable [ the optimum range in the case of twisting and thinking a fatigue property as important ].

[0025] Mn is an element effective in improvement in induction hardening nature. In order to obtain hardening layer depth sufficient in order to twist and to acquire a fatigue property, less than 0.85% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, if it exceeds 1.7%, since the remarkable rise of hardness will be caused and cold-working nature will deteriorate, it is necessary to make it 0.85% – 1.7% of within the limits. An optimum range is 0.85 – 1.4%.

[0026] Although S forms MnS in steel and it adds for the purpose of improvement in the machinability by this, less than 0.005% of the effectiveness is insufficient. On the other hand, if it exceeds 0.15%, the effectiveness will be saturated, will be twisted rather and will cause degradation of a fatigue property. It is necessary to make the content of S into 0.005 – 0.15% of within the limits from the above reason. An optimum range is 0.005 – 0.04%. In addition, if MnS is developing, since it will twist and a fatigue property will deteriorate, in order to carry out granular detailed distribution of the MnS, it is necessary to make one sort of Te, calcium, Zr, Mg, and rare earth elements, or two sorts or more contain as an essential element.

[0027] B adds the following three points as an aim. \*\* In a steel bar and wire rod rolling, by generating boron iron carbide by the cooling process after rolling, make the growth rate of a ferrite increase and promote elasticity-ization of a rolling as. \*\* Give hardenability to steel on the occasion of induction hardening. \*\* Raise the fatigue strength and impact strength as a machine part by raising the grain boundary reinforcement of induction hardening material. Since the effectiveness will be saturated with less than 0.0005% of addition if the above-mentioned effectiveness is inadequate and it exceeds 0.005%, it is necessary to make the content into 0.0005 – 0.005% of within the limits. An optimum range is 0.001 – 0.003%.

[0028] Although the dissolution N which exists in steel is fixed as AlN and Dissolution B is secured, aluminum is useful while it is useful as a deoxidizer. However, if there are too many amounts of aluminum, while aluminum 2O3 will generate too much and an internal defect will increase, cold-working nature will be deteriorated. Therefore, in this invention, it could be 0.001 – 0.1%. Moreover, as for aluminum, in the Ti additive-free case which has the operation which fixes Dissolution N, considering as 0.04 – 0.1% is desirable.

[0029] Next, one sort or two sorts or more in Te, calcium, Zr, Y, Mg, and rare earth elements are made to contain as an essential element in this invention. While these elements generate an oxide respectively and this oxide serves as a product nucleus of MnS, presentation reforming of the MnS is carried out like S (Mn, calcium) or S (Mn, Mg). the ductility of these sulfides is improved by this at

the time of hot rolling, and granular — in order that MnS may carry out detailed distribution, it twists after induction hardening and a fatigue property improves. Such effectiveness of the addition below rare-earth-elements:0.001% is inadequate less than [ Te:0.0005% ], less than [ calcium:0.0005% ], less than [ Zr:0.0003% ], less than [ Mg:0.001% ], and less than Y:0.001%. On the other hand, if Te:0.02% \*\*, calcium:0.02% \*\*, Zr:0.01% \*\*, Mg:0.035% \*\*, Y:0.1% \*\*, and rare-earth-elements:0.15% \*\* are added, the above effectiveness is saturated, and these superfluous addition will generate big and rough oxides, such as CaO and MgO, and the cluster of those rather, or will generate hard sludges, such as ZrN, and it will cause degradation of cold-working nature. These contents were made into Te:0.0005-0.02%, calcium:0.0005-0.02%, Zr:0.0003-0.01%, Mg:0.001-0.035%, Y:0.001 - 0.1%, and rare-earth-elements:0.001-0.15% from the above reason. In addition, the rare earth elements as used in the field of this invention point out the element of the atomic number of No. 57-71.

[0030] P raises the deformation resistance at the time of cold forging, and since it is the element which degrades toughness, cold-working nature deteriorates. Moreover, by embrittling the grain boundary of the components after induction hardening and annealing, since the fatigue strength of a final product is degraded, decreasing as much as possible is desirable. Therefore, it is necessary to restrict the content to 0.025% or less. An optimum range is 0.015% or less.

[0031] Cr dissolves in a cementite and stabilizes a cementite. Therefore, at the time of short-time heating of induction hardening, it becomes the cause of a lifting and hardness nonuniformity, the lack of penetration of a cementite is twisted, and degradation of a fatigue property is caused. Especially this behavior will become remarkable if it exceeds 0.35%. It is necessary to restrict the content to 0.35% or less from the above reason. An optimum range is 0.15% or less.

[0032] As for N, it is desirable to restrict as much as possible from the following reasons of two points. \*\* Although B is added for the purpose of crystal stressing etc. on a hardening disposition as mentioned above, as for the effectiveness of such B, it is indispensable to reduce the amount of N and to control generation of BN in order to discover effectiveness for the first time in the state of Dissolution B in steel. \*\* If N is connected with aluminum in steel, and Ti, a big and rough nitride will be generated, and cold-working nature deteriorates notably again, such as becoming the cause of a cold forging crack. The above-mentioned bad influence is remarkable especially when the amount of N is 0.007% or more. It is necessary to make the content less than 0.007% from the above reason. An optimum range is 0.005% or less.

[0033] Moreover, O forms oxide system inclusion like aluminum 2O<sub>3</sub> in steel. If oxide system inclusion exists so much in steel, cold-working nature will deteriorate. The inclination will become remarkable especially if O content exceeds 0.0025%. It is necessary to restrict the content to 0.0025% or less from the above reason. An optimum range is 0.002% or less.

[0034] Although the above was the fundamental component of the target steel [ this invention ], in the 2nd claim of this invention, further, by adding Ti, N was fixed as TiN by Ti and it decided to defang N. Moreover, Ti is an element which has deacidification. However, if Ti is added exceeding 0.05%, precipitation hardening by TiC will become remarkable and cold-working nature will deteriorate notably. For this reason, it carried out to making it contain Ti:0.05% or less if needed.

[0035] Next, in the 3rd claim of this invention, one sort of Nb and V or two sorts are contained.

[0036] Nb is connected with C in steel, and N, forms Nb (CN), and is an element effective in the increment in the core part hardness by detailed-izing and precipitation hardening of crystal grain. However, if it exceeds 0.04%, while the hardness of a material will become hard and cold-working nature will deteriorate, solution-ization at the time of a steel bar and wire rod rolling heating becomes difficult. It is necessary to make the content 0.04% or less from the above reason. An optimum range is 0.03% or less.

[0037] V also adds the same effectiveness as Nb as an aim. However, if it exceeds 0.4%, while the hardness of a material will become hard and cold-working nature will deteriorate, solution-ization at the time of a steel bar and wire rod rolling heating becomes difficult. It is necessary to make the content 0.4% or less from the above reason. An optimum range is 0.3% or less.

[0038] Next, in the 4th claim of this invention, one sort of Mo and nickel or two sorts are contained.

[0039] Mo is an element effective in raising the grain boundary reinforcement after induction hardening, and making a strength property increase while giving reinforcement and hardenability to steel. However, if it adds exceeding 0.3%, the rise of hardness will be caused and cold-working nature will deteriorate. It is necessary to make the content 0.3% or less from the above reason.

[0040] Although nickel is also an element effective in giving reinforcement and hardenability to steel, if it adds exceeding 1%, the rise of hardness will be caused and cold-working nature will deteriorate. It is necessary to make the content 1% or less from the above reason.

[0041] Next, the organization of this invention is explained.

[0042] The part of a ferrite becomes a ferrite molar fraction is large and big and rough [ a ferrite grain ] with low carbon martensite from the first after induction hardening as mentioned above, and hardness nonuniformity is produced. Since a ferrite usually exists in the shape of a band in parallel with shaft orientations, it will exist after induction hardening in respect of a part with low hardness being parallel to shaft orientations. from the above reason, a ferrite molar fraction is high and a ferrite grain is big and rough — a field parallel to the shaft orientations after induction hardening — it twists and generating of a fatigue crack and initial propagation are promoted. Therefore, in order to prevent this, it is indispensable to combine with granulation of MnS, to regulate a ferrite molar fraction, and to make a ferrite grain detailed. When the rate of organization area of a ferrite exceeds 1-1.05xC to the content carbon content C (%) or the diameter of ferrite crystal grain exceeds 25 micrometers, the bad influence resulting from the above ferrites becomes remarkable. The rate of organization area of a ferrite is below 1-1.05xC to the content carbon content C (%) about the above reason to an organization, and it is required for the diameter of ferrite crystal grain to be 25 micrometers or less. Here, the rate of organization area of a ferrite is expressed as the rate of organization area of the ferrite when displaying with a molar fraction, that is, setting area of the whole organization to 1. For example, 0.4%, with C steel, it is 1-1.05xC=0.58 and the rate of organization area of a ferrite is regulated or less to 0.58 (if it expresses as a percentage, it will be 58% or less).

[0043] Next, in this invention claim 5, the score of the ferrite band of the organization of a cross section parallel to the hot rolling direction restricts to the range of 1-5. the score of a ferrite band — above — the Japan Institute of Metals — it is the score defined by the 961st volume [ 34th ] page. In this invention, the reason which limited the tissue factor in this way is explained below.

[0044] Since induction hardening is rapid heating, the carbonaceous diffusion of the part of a ferrite is inadequate after austenitizing in the ferrite of the organization before induction hardening being big and rough, carbon concentration becomes lower than addition carbon concentration, and the hardness in the location becomes small after hardening. Here, generally the band structure called a ferrite band is accepted in a cross section parallel to the rolling direction of the steel materials after hot rolling. If a big and rough ferrite continues and exists in seriate as a ferrite band, especially, the hardness nonuniformity after hardening will become remarkable



and will form a band with soft hardness in a longitudinal direction corresponding to the original ferrite band. Therefore, when it twists repeatedly on the last components and the load of the moment is carried out, along with this elasticity band, by shearing stress, a fatigue crack generates and it destroys by low reinforcement. The above phenomenon will become remarkable especially, if the score of a ferrite band exceeds 5. From the above reason, the score of the ferrite band of the organization of a cross section parallel to the hot rolling direction set to 1-5. The range of the score of the ferrite band of the organization of the cross section where an optimum range is parallel to the hot rolling direction is 1-4.

[0045] Next, invention of claim 6 is invention about induction hardening components which twisted and was excellent in the fatigue property. It has the component of any one publication of claim 1-4, and the aspect ratio of MnS restricts to ten or less. The result of having twisted with the aspect ratio of MnS and having investigated the relation of the time amount reinforcement in fatigue is shown in drawing 3 about an induction hardening shank article. It will twist, if the aspect ratio of MnS exceeds 10, and a fatigue property deteriorates notably. From the above reason, the aspect ratio of MnS was restricted to ten or less.

[0046] Which conditions are sufficient, as long as it does not limit about especially the size of a cast piece, the cooling rate at the time of coagulation, slabbing conditions, and a steel bar rolled bar affair and cooling conditions and is satisfied with this invention of the requirements for this invention.

[0047]

[Example] Below, an example shows the effectiveness of this invention still more concretely.

[0048] (Example 1) The steel which has the presentation shown in Table 1 was ingoted. Here, it is JIS although it is the analytical method of Zr in steel. G After carrying out sample processing by the same approach as 1237 -1997 schedule 3, the amount of Zr in steel was measured by ICP (inductively-coupled-plasma-atomic-emission-spectroscopy method) like analysis of the amount of Nb(s) in steel. However, the sample with which measurement of the example in this invention was presented was 2g, and it set up and it also measured the calibration curve in ICP so that it might be suitable for a minute amount Zr. That is, the solution of Zr concentration which dilutes Zr standard solution and is different was created so that Zr concentration might be set to 1-200 ppm, and the calibration curve was created by measuring the amount of Zr. In addition, about the approach [-like in common] about these ICPs, it is JIS. K 0116-1995 (the emission-spectral-analysis approach general notices) and JIS Z It is based on 8002-1991 (tolerance general notices of analysis and a trial).

[0049] After considering as the rolling material of 162mm angle, the steel bar with a diameter of 36-45mm was manufactured with hot rolling. Cooling after hot rolling made the cooling rate slower than air cooling using incubation covering with which some ingredients installed air cooling and some ingredients in the cooling table.

[0050] Organization observation of the steel bar after rolling was performed, and it asked for the ferrite molar fraction and the diameter of ferrite crystal grain.

[0051] Moreover, the Vickers hardness number of the steel bar after rolling was measured. Furthermore, from the steel bar of a rolling as, it set, the lump test piece was created and it asked for the deformation resistance between the colds, and the rate of a marginal \*\*\*\* lump as an index of cold-working nature. The deformation resistance between the colds was represented with the deformation resistance in considerable distortion 1.0.

[0052] furthermore, a static \*\*\*\* test piece with a parallel part diameter [rolled stock to] of 20mm — it twisted and the fatigue test specimen was extracted, a static \*\*\*\* test piece — it twisted, induction hardening was performed about the fatigue test specimen on conditions with a frequency [of 8.5kHz], and a maximum heating temperature of 1000 degrees C, and it annealed on the conditions of 170 degree-Cx 1 hour after that. Then, it static-\*\*\*\*-examined, and it twisted and the fatigue test was performed. It twisted and the time amount reinforcement in 1x10<sup>5</sup> cycle estimated the fatigue property. Moreover, it twisted and asked for the aspect ratio of MnS in the cross section of the longitudinal direction of a test piece using image-analysis equipment.

[0053] These results of an investigation are shown in Tables 2 and 3. The hardening layer depth of induction hardening material was displayed by depth t of HV450, and the ratio of a radius r.

[0054] The example 22 of a comparison is [the property and the example 24 of a comparison of S45C of JIS of the property of S40C of JIS and the example 23 of a comparison] the property of S53C of JIS. Moreover, the examples 25 of a comparison are [0.45C and the example 27 of a comparison of 0.4C and the example 26 of a comparison] the properties of the boron steel of 0.53C. In these examples of a comparison, the aspect ratio of MnS has all exceeded the range of this invention convention. And about the amount of the same C, if the example of this invention is compared with the example of a comparison, the example of this invention twists and fatigue strength is notably excellent compared with the example of a comparison.

[0055] Next, after rolling, the example 30 of a comparison is the case where the diameter of ferrite crystal grain exceeds the range of this invention convention, and the examples 28 and 29 of a comparison are the cases where a ferrite molar fraction exceeds the range of this invention convention, and it is [the examples 28, 29 and 30 of a comparison are both twisted, and] it is the case where annealing is succeedingly performed in a 650-degree C furnace, and inferior [examples] in the fatigue property compared with the example of this invention.

[0056]

[Table 1]

質量%																					
区分	鋼水準	C	Si	Mn	S	B	Al	Ta	Os	Zr	Mg	Y	P	Cr	N	O	Ti	Nb	V	Mo	Ni
発明例	A	0.40	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	0.0034	-	-	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	-	-	-	-	-
"	B	0.41	0.05	1.31	0.015	0.0015	0.030	-	-	0.0017	-	-	-	0.013	0.18	0.0047	0.0013	-	-	-	-
"	C	0.44	0.04	1.02	0.013	0.0018	0.034	-	0.0024	-	-	-	-	0.015	0.02	0.0045	0.0010	-	-	-	-
"	D	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	-	-	-	0.0184	-	-	0.017	0.04	0.0037	0.0011	-	-	-	-
"	E	0.41	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0018	0.0078	-	-	0.014	0.07	0.0049	0.0012	-	-	-	-
"	F	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	0.0029	0.0016	0.0018	-	-	-	0.017	0.04	0.0042	0.0012	-	-	-	-
"	G	0.53	0.03	1.29	0.014	0.0023	0.028	-	-	-	-	0.016	-	0.014	0.18	0.0045	0.0009	-	-	-	-
"	H	0.44	0.92	1.26	0.015	0.0018	0.035	0.0030	-	-	-	-	-	0.012	0.12	0.0047	0.0009	-	-	-	-
"	I	0.53	0.03	1.28	0.015	0.0017	0.030	0.0030	0.0014	-	0.0012	-	-	0.012	0.04	0.0043	0.0013	0.025	-	-	-
"	J	0.40	0.04	1.02	0.018	0.0002	0.028	-	-	-	0.0031	-	-	0.014	0.04	0.0046	0.0012	0.024	-	-	-
"	K	0.40	0.05	1.33	0.018	0.0024	0.031	0.0032	-	-	-	-	-	0.016	0.05	0.0047	0.0011	0.025	-	-	-
"	L	0.44	0.04	0.95	0.015	0.0018	0.027	-	-	0.0021	-	-	-	0.010	0.03	0.0041	0.0009	0.018	-	-	-
"	M	0.45	0.05	1.30	0.013	0.0019	0.028	-	0.0019	-	-	-	-	0.012	0.04	0.0035	0.0012	0.021	-	-	-
"	N	0.53	0.04	0.93	0.018	0.0015	0.030	-	-	-	-	0.021	-	0.015	0.03	0.0034	0.0012	0.024	-	-	-
"	O	0.53	0.03	1.34	0.014	0.0023	0.034	-	-	0.0012	0.0019	-	-	0.014	0.04	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-
"	P	0.44	0.87	1.27	0.013	0.0021	0.035	-	-	0.0014	-	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	0.025	-	-	-
"	Q	0.40	0.04	0.92	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0018	-	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	-	0.025	-	-
"	R	0.41	0.05	1.30	0.015	0.0015	0.030	0.0031	-	-	-	-	-	0.013	0.18	0.0047	0.0013	-	-	0.10	-
"	S	0.45	0.04	1.02	0.013	0.0018	0.034	-	-	-	0.0152	-	-	0.015	0.02	0.0045	0.0010	0.025	0.021	0.07	-
"	T	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0020	0.033	-	0.0021	-	-	-	-	0.017	0.04	0.0037	0.0011	0.024	0.024	-	-
"	U	0.40	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0016	0.0081	-	-	0.014	0.07	0.0049	0.0012	-	-	-	0.17
"	V	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	0.0029	0.0017	0.0018	-	-	-	0.017	0.04	0.0042	0.0012	0.020	-	-	0.16
"	W	0.52	0.03	1.26	0.014	0.0021	0.033	0.0030	0.0015	-	0.0014	-	-	0.014	0.18	0.0045	0.0009	-	0.024	-	0.18
"	X	0.53	0.03	1.30	0.016	0.0017	0.030	-	-	-	-	0.018	-	0.012	0.04	0.0043	0.0013	0.021	0.023	-	0.05
"	Y	0.40	0.04	1.02	0.018	0.0002	0.028	-	-	-	0.0013	-	-	0.014	0.04	0.0046	0.0012	0.024	0.020	0.08	0.15
比較例	Z	0.40	0.24	0.91	0.018	-	0.031	-	-	-	-	-	-	0.015	0.05	0.0047	0.0011	-	-	-	-
"	a	0.45	0.24	0.78	0.015	-	0.027	-	-	-	-	-	-	0.010	0.12	0.0041	0.0009	-	-	-	-
"	b	0.53	0.23	0.80	0.013	-	0.028	-	-	-	-	-	-	0.012	0.04	0.0035	0.0012	-	-	-	-
"	c	0.40	0.04	0.93	0.016	0.0015	0.030	-	-	-	-	-	-	0.015	0.03	0.0034	0.0012	0.024	-	-	-
"	d	0.45	0.03	1.28	0.014	0.0021	0.034	-	-	-	-	-	-	0.013	0.42	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-
"	e	0.53	0.04	1.03	0.007	0.0023	0.028	-	-	-	-	-	-	0.014	0.04	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-

[0057]

[Table 2]

区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05 ×C	フェライト結晶 粒径	圧延後の硬さ HV	冷間変形抵抗	限界引込率	高周波焼入れ材の特性						MnSの $\pi$ ス ペクトル比
										硬化層硬さ *2 HV	硬化層深さ t/r	$\gamma$ 粒度	静的振り強度 MPa	振り疲労強度 *3		
本発明規定の範囲				$\leq 1-1.05$ ×C		$\leq 25$ $\mu\text{m}$										$\leq 10$
第1発明例	1	A	F+P	0.51	0.58	20	146	752	72	648	0.45	9.1	1795	789		4.3
"	2	C	F+P	0.43	0.54	18	157	755	71	698	0.46	9.0	1801	793		4.6
"	3	D	F+P	0.47	0.55	15	158	809	69	701	0.47	9.5	1805	806		3.5
"	4	E	F+P	0.50	0.57	17	145	753	71	653	0.51	9.3	1831	797		4.7
"	5	F	F+P	0.48	0.55	18	154	810	70	694	0.47	9.6	1803	802		4.3
"	6	G	F+P	0.28	0.44	9	183	869	60	744	0.53	9.1	1876	832		3.5
"	7	H	F+P	0.46	0.55	20	172	867	65	699	0.47	9.4	1884	847		3.7
第2発明例	8	I	F+P	0.26	0.44	8	186	864	61	743	0.44	9.2	1875	816		3.6
"	9	J	F+P	0.47	0.58	19	148	805	70	645	0.47	9.1	1789	803		4.5
"	10	K	F+P	0.46	0.58	18	144	815	67	647	0.47	9.3	1855	802		3.8
"	11	L	F+P	0.42	0.54	18	154	808	70	702	0.48	9.2	1806	795		4.2
"	12	N	F+P	0.27	0.44	8	178	874	60	751	0.51	9.2	1885	846		4.6
"	13	O	F+P	0.29	0.44	7	181	901	60	747	0.49	9.3	1912	847		5.4
"	14	P	F+P	0.44	0.53	20	165	869	64	705	0.50	9.4	1899	855		5.1
第3発明例	15	Q	F+P	0.49	0.58	20	147	752	70	645	0.45	9.2	1797	789		5.2
"	16	R	F+P	0.48	0.57	18	148	818	69	653	0.50	9.1	1863	802		5.7
"	17	T	F+P	0.43	0.55	19	158	810	70	689	0.50	9.0	1808	809		4.6
第4発明例	18	U	F+P	0.47	0.58	21	144	819	69	653	0.51	9.2	1862	802		3.6
"	19	V	F+P	0.43	0.55	19	153	824	66	678	0.48	9.3	1869	809		4.2
"	20	W	F+P	0.32	0.45	8	184	904	58	737	0.51	9.6	1945	897		4.4
"	21	Y	F+P	0.47	0.58	19	147	820	66	651	0.48	9.5	1852	802		5.4

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*3 10の5乗回時間強度

[0058]

[Table 3]



区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05 ×C	フェライト結晶 粒径	圧延 後の硬さ HV	冷間 変形抵抗	限界 屈曲率	高周波焼入れ材の特性						MnSのアス ベクト比
										硬化層硬さ *2 HV	硬化層深さ t/r	γ粒 度	静的 振り 強度 MPa	振り 疲労 強度 *3		
本発明規定の範囲				≤1- 1.05 ×C		≤25 μm									≤10	
比較例	22	Z	F+P	0.46	0.58	19	163	835	62	643	0.44	9.4	1587	631	12.7	
"	23	a	F+P	0.42	0.53	21	187	873	61	693	0.46	9.2	1629	684	17.3	
"	24	b	F+P	0.24	0.44	18	222	973	53	735	0.46	9.4	1682	716	15.9	
"	25	c	F+P	0.51	0.58	21	147	753	70	652	0.49	9.3	1783	784	18.3	
"	26	d	F+P	0.46	0.53	18	154	819	67	701	0.51	9.2	1791	790	17.1	
"	27	e	F+P	0.34	0.44	9	182	872	62	742	0.50	9.5	1862	819	18.9	
"	28	A	F+P	0.60	0.58	20	137	732	75	627	0.42	9.3	1763	729	5.8	
"	29	I	F+P	0.47	0.44	8	175	827	68	728	0.41	9.5	1864	784	4.7	
"	30	U	F+P	0.55	0.58	30	136	749	73	628	0.47	9.5	1854	731	4.9	

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*3 10の5乗回時間強度

[0059] (Example 2) Next, it rolled out on the rolling finishing temperature of 850-980 degrees C, and two 700-840-degree C conditions about the steel levels B, M, S, and X shown in Table 1. The former conditions are [ the conditions of the example of this invention and the latter ] rolled bar affairs of the example of a comparison. About these ingredients, the same evaluation as an example 1 was performed. Furthermore, the score of the ferrite band of a cross section parallel to a rolling direction about rolled stock was searched for.

[0060] Results of an investigation are shown in Table 4. In the examples 35-38 of a comparison, the score of a ferrite band has exceeded the range of this invention convention. And the example of this invention twists and fatigue strength is notably excellent compared with the example of a comparison.

[0061]

[Table 4]

区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05 × C	フェライト結晶粒径	フェライトバンドの評点*2	圧延後の硬さHV	冷間変形抵抗	限界屈曲率	高周波焼入れ材の特性						MnSのアスペクト比
											硬化層硬さ*3 HV	硬化層深さ t/r	γ粒度	静的 振り強度 MPa	振り疲労強度 *4 MPa	≤10	
本発明規定の範囲				≤1-1.05 × C		≤25 μm	1~5										
第5発明例	31	B	F+P	0.46	0.57	17	2	147	817	88	652	0.51	9.2	1851	799	5.1	
"	32	M	F+P	0.43	0.53	19	1	159	823	85	698	0.51	9.6	1865	805	5.7	
"	33	S	F+P	0.45	0.53	17	2	161	808	70	702	0.47	9.5	1804	804	4.1	
"	34	X	F+P	0.33	0.44	7	2	181	907	56	748	0.48	9.3	1939	893	5.1	
比較例	35	B	F+P	0.53	0.57	23	6	135	802	69	621	0.42	10.1	1712	719	6.3	
"	36	M	F+P	0.49	0.53	22	6	145	814	66	673	0.40	10.7	1723	725	6.7	
"	37	S	F+P	0.50	0.53	24	7	143	792	71	664	0.38	10.6	1654	718	5.1	
"	38	X	F+P	0.41	0.44	19	6	168	892	58	694	0.40	10.5	1784	814	6.4	

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 熱間圧延方向に平行な断面

\*3 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*4 10の5乗回時間強度

[0062]

[Effect of the Invention] If the steel for induction hardening and the induction hardening components of this invention which twisted and were excellent in the fatigue property are used, on the occasion of manufacture of induction hardening components, the outstanding product which twists and has a fatigue property can be obtained. By using this invention steel and this invention components, various shafts, such as CVJ components manufactured by carrying out induction hardening, twist, and improvement in fatigue strength is attained. As mentioned above, a very remarkable thing has the effectiveness on the industry by this invention.

[Translation done.]

## \* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

## DESCRIPTION OF DRAWINGS

---

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is drawing in which the ferrite band organization before induction hardening shows the effect done after induction hardening.

[Drawing 2] It is the photograph (scale factor: 28 times) of the metal texture which displays extent of the band structure in quantity.

[Drawing 3] It is drawing in which twisting and showing the time amount reinforcement in a fatigue test, and the relation of the aspect ratio of MnS.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-69566

(P2002-69566A)

(43) 公開日 平成14年3月8日(2002.3.8)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マ-コード(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 3 J 0 3 3
38/60		38/60	
F 1 6 C 3/02		F 1 6 C 3/02	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 11 頁)

(21) 出願番号 特願2000-261691(P2000-261691)

(22) 出願日 平成12年8月30日(2000.8.30)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 越智 達朗

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
蘭製鐵所内

(72) 発明者 小畑 達郎

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
蘭製鐵所内

(74) 代理人 100105441

弁理士 田中 久喬 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 握り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼ならびに高周波焼入れ部品

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 自動車のドライブシャフトのような軸部品用の鋼として好適な、握り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼ならびに高周波焼入れ部品を提供する。

【解決手段】 C:0.3~0.58%、Si:0.01~1.0%、Mn:0.85~1.7%、S:0.005~0.15%、B:0.0005~0.005%、Al:0.001~0.1%、Zr:0.0003~0.01%を含有し、さらにTe、Ca、Zr、Mg、Y、希土類元素を1種以上特定量含有し、ミクロ組織は実質的にフェライト・パーライト組織で、フェライトの組織面積率が含有C(%)に対して、 $1-1.05 \times C$ 以下であり、フェライト結晶粒径が25 $\mu$ m以下であることを特徴とする鋼である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.3～0.58%、Si：0.01～1.0%、Mn：0.85～1.7%、S：0.005～0.15%、B：0.0005～0.005%、Al：0.001～0.1%を含有し、さらに、Te：0.0005～0.02%、Ca：0.0005～0.02%、Zr：0.0003～0.01%、Mg：0.001～0.035%、Y：0.001～0.1%、希土類元素：0.001～0.15%のうち1種または2種以上を含有し、P：0.025%以下、Cr：0.35%以下、N：0.0070%未満、O：0.0025%以下に各々制限し、残部が鉄および不可避免的な不純物からなり、かつ、ミクロ組織は実質的にフェライト・パーライト組織であり、フェライトの組織面積率が含有炭素量C(%)に対して、 $1-1.05 \times C$ 以下であり、フェライト結晶粒径が $25 \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼。

【請求項2】 さらに、質量%で、Ti：0.05%以下を含有することを特徴とする請求項1記載の振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼。

【請求項3】 さらに、質量%で、Nb：0.04%以下、V：0.4%以下のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2記載の振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼。

【請求項4】 さらに、質量%で、Mo：0.3%以下、Ni：1%以下のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1つに記載の振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼。

【請求項5】 さらに、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの評点が1～5であることを特徴とする請求項1～4のいずれか1つに記載の振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼。

【請求項6】 請求項1～4のいずれか1つに記載の成分を有し、MnSのアスペクト比が10以下であることを特徴とする振り疲労特性に優れた高周波焼入れ部品。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、高周波焼入れ用鋼に関わり、さらに詳しくは、5～40kHzの周波数で高周波焼入れすることにより製造されるドライブシャフトや外輪のような各種シャフト類の素材として好適な、振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼に関するものである。本開発鋼を用いれば、高周波焼入れ時の焼き割れ防止にも有効である。本鋼の適用の対象となる部品の成形加工工程は、焼鈍を行わずに直接冷間鍛造を行う工程、冷間鍛造の前または中間に焼鈍を行う工程、これらに切削工程を含んだ工程、または主として切削により部品の成形加工する工程、一部焼鈍工程を含んだ切削で部品の成形加工する工程、さらにこれらのいずれかに転造

加工を含む工程、あるいはこれらのいずれかに温間鍛造を組み合わせた工程等である。なお、本発明で対象としている部品はこのような切削や冷鍛等の冷間加工により製造されるために、冷間加工性についても留意されている。

## 【0002】

【従来の技術】 高周波焼入れ工程で製造される各種シャフト類は、近年の自動車エンジンの高出力化あるいは環境規制対応にともない、高強度化の指向が強い。これらの部品の主たる所要特性は振り疲労特性である。

【0003】 本発明では、5～40kHzの周波数で高周波焼入れする製品を対象としている。従来の主流である100kHz前後の周波数で高周波焼入れされる製品は、そもそも硬化層深さが浅く（例えば、硬化層深さは半径の4分の1程度）、耐磨耗性等の確保が主体であり、最表面の硬さの確保が重要な課題であった。これに対して、本発明で対象とする、5～40kHzの周波数で高周波焼入れする技術は、硬化層深さを深くすることが可能なので、最近になって注目されている。

【0004】 特開平3-177537号公報には、C：0.38～0.45%、Si：0.35%以下、Mn：0.3～1.0%、B：0.0005～0.0035%、Ti：0.01～0.05%、Al：0.01～0.06%、N：0.01%以下、フェライト結晶粒度番号：6以上、ミクロ組織：フェライトとパーライト、硬さHRB80～90、JIS0558で規定する脱炭深さ：DM-T0.2mm以下を有する直接切削・高周波焼入れ用鋼材が示されている。該発明では、被削性を一層高めるためにさらにS：0.005～0.30%、Ca：0.0002～0.005%、Pb：0.005～0.30%、Te：0.005～0.10%のような快削性成分を必要に応じて添加することができるとしている。該発明鋼材はB鋼を適用し、脱炭深さを規定した点が特徴である。該公報には、周波数100kHzで高周波焼入れした場合の特性は記載されているが、本発明で対象とする、5～40kHzの周波数で高周波焼入れした場合の特性は記載されていない。また、該公報には、そもそも、本発明で着眼している振り疲労強度特性については、全く言及されていない。実施例として提示されている鋼は、S：0.02前後添加されており、伸長MnSが多量に存在すると考えられ、また高周波焼入れ部の硬さムラの発生が問題になると考えられ、振り疲労強度特性は十分ではないと考えられる。

【0005】 また、特開平5-179400号公報には、C：0.38～0.45%、Si：0.35%以下、Mn：1.0%超～1.5%、B：0.0005～0.0035%、Ti：0.01～0.05%、Al：0.01～0.06%、N：0.01%以下、フェライト結晶粒度番号：6以上の細粒組織を有する直接切削・高周波焼入れ用鋼材が示されている。該発明の請求項4

では、Pb:0.01~0.20%、S:0.005~0.30%、Bi:0.01~0.10%、Te:0.0005~0.10%、Ca:0.0003~0.0050%の1種または2種以上を含有する旨が示されている。該発明鋼材は特開平3-177537号公報に対してMn量を増加させた鋼材である。該公報には、振り強度は記載されているが、振り疲労強度は記載されていない。実施例として提示されている鋼は、S:0.02前後添加されており、伸長MnSが多量に存在するため、また高周波焼入れ部の硬さムラの発生が問題になると考えられ、振り疲労強度等は十分ではないと考えられる。

【0006】また、特開平11-1749号公報には、線状または棒状圧延材の軸心を通る縦断面において、該軸心と平行でかつ該軸心から $1/4 \cdot D$  (Dは圧延材の直径を表す) 離れた仮想線を中心線として含む被検面積 $100\text{mm}^2$ 中に存在する、酸化物系と硫化物系からなる直径 $10\mu\text{m}$ 以上の複合介在物が20個以下であることを特徴とする曲げ疲労強度および転動疲労強度に優れた高周波焼入れ用鋼が示されている。該発明では、選択元素として、S:0.1%以下、B:0.01%以下、Ca:0.0005~0.01%、Te:0.1%以下、Zr:0.1%以下を含有することができるとしている。該発明のCa、Te、Zrの添加の狙いはMnSを球状化して異方性を改善することと、靱性や曲げ疲労特性を劣化させずに被削性を向上させることにある。該発明は高周波焼入れにより卓越した曲げ疲労特性と転動疲労特性を発現し得るような高周波焼入れ用鋼を提供することを目的とし、酸化物系と硫化物系からなる直径 $10\mu\text{m}$ 以上の粗大な複合介在物を上記の範囲で制限した点が特徴である。しかしながら、該発明では、振り疲労特性に関しては全く言及されていない。曲げ疲労は、表面または表面近傍において、引張応力により、軸方向と垂直な断面でき裂が発生伝播し、破壊に至る現象である。これに対して、本発明で取り上げている、振り疲労は、表面または表面近傍において、剪断応力により、軸方向に平行な面でき裂が発生し、その後軸方向と45度をなす面で伝播する現象である。つまり、振り疲労破壊と曲げ疲労破壊とは、破壊の原因となる作用応力、き裂の発生する断面、破壊の形態がいずれも異なる。また、転動疲労は転動体の繰返し接触現象において、接触部の表面または表面直下からき裂が発生・伝播する現象であり、転動疲労と振り疲労では、応力状態、き裂の発生・伝播の機構が全く異なる。以上から、特開平11-1749号公報における曲げ疲労特性と転動疲労特性に関する記述は、本発明で取り上げた振り疲労強度に関して何ら示唆を与えるものではない。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】上記のような開示された鋼では、伸長MnSの存在や、フェライト組織が不適

正なこと等が原因で振り疲労特性が不十分であると考えられる。本発明はこのような問題を解決して、振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼ならびに高周波焼入れ部品を提供するものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者は、以下の手段を用いて上記の課題を解決した。

【0009】すなわち、質量%で、C:0.3~0.58%、Si:0.01~1.0%、Mn:0.85~1.7%、S:0.005~0.15%、B:0.0005~0.005%、Al:0.001~0.1%、Zr:0.0003~0.01%を含有し、さらに、Te:0.0005~0.02%、Ca:0.0005~0.02%、Zr:0.0003~0.01%、Mg:0.001~0.035%、Y:0.001~0.1%、希土類元素:0.001~0.15%のうち1種または2種以上を含有し、またはさらに、Ti:0.05%以下を含有し、またはさらに、Nb:0.04%以下、V:0.4%以下のうち1種または2種を含有し、またはさらに、Mo:0.3%以下、Ni:1%以下のうち1種または2種を含有し、P:0.025%以下、Cr:0.35%以下、N:0.0070%未満、O:0.0025%以下に各々制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつ、ミクロ組織は実質的にフェライト・パーライト組織であり、フェライトの組織面積率が含有炭素量C(%)に対して、 $1-1.05 \times C$ 以下であり、フェライト結晶粒径が $25\mu\text{m}$ 以下であり、またはさらに、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの評点が1~5であることを特徴とする振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼である。

【0010】また、請求項6の発明は、上記記載の成分を有し、MnSのアスペクト比が10以下であることを特徴とする振り疲労特性に優れた高周波焼入れ部品である。

【0011】本発明の鋼ならびに部品を用いることにより、高周波焼入れ後に振り疲労特性に優れた製品を得ることができる。

【0012】

【発明の実施の形態】本発明者らは、高周波焼入れ部品の製造において、高周波焼入れ後に優れた振り疲労特性を実現するために、鋭意調査し、次の点を明らかにした。

【0013】(1)高周波焼入れ部材の振り疲労破壊は次の過程で起きる。

A. 表面または硬化層と芯部の境界で軸方向に平行な面でき裂が発生する。

B. 軸方向に平行な面でき裂が初期伝播する。これを以下モードⅠⅠⅠ破壊と呼ぶ。

C. モードⅠⅠⅠ破壊の後、軸方向に45度の面で粒界割れを伴って脆性破壊を起こし、最終破壊を起こす。こ

れを以下モードⅠ破壊と呼ぶ。

【0014】(2) 振り疲労き裂の発生、初期伝播は軸方向に平行な面で起きるが、この際、軸方向に伸長MnSが存在すると、伸長MnSに沿ってき裂の発生と初期伝播が起きるので、き裂の発生と初期伝播は促進される。図1の(c)は応力負荷時の破壊挙動を示したものであるが、伸長MnSは通常、図中で示した低炭素マルテンサイト部に沿って存在し、図中に示したき裂の発生が伸長MnSの存在によって促進される。以上の理由から、MnSを粒状化、微細化することによって、き裂の発生・初期伝播は抑制され、振り疲労強度が飛躍的に向上する。伸長MnSの生成防止、MnSの粒状化、微細化のためにはTe、Ca、Zr、Mg、Y、希土類元素の添加が有効である。なおこれらの元素の多量添加は、粗大ZrN等の窒化物、酸化物生成の原因となり、冷間加工性を阻害するので、不適正である。これらの元素の添加によるMnSの粒状化は高周波焼入れ時の焼き割れ防止にも有効である。なお、先行技術のところで述べたように、特開平11-1749号公報には、MnSを球状化して異方性を改善することと、被削性を向上させることを狙いとして、Ca、Te、Zrを添加することが記述されている。しかしながらCa、Te、Zr添加してMnSを粒状化する狙いは、該公報では異方性を改善することと靱性や曲げ疲労特性を劣化させずに被削性を向上させることであるが、これに対して本発明では振り疲労特性の向上と、両者で明らかに異なっている。また、該発明には曲げ疲労には言及しているものの、振り疲労特性に関しては一切言及しておらず、上記のように、振り疲労破壊と曲げ疲労破壊では、破壊の原因となる作用応力、き裂の発生する断面、破壊の形態がいずれも大きく異なることから、特開平11-1749号公報には本発明の上記の技術思想を示唆するような情報は全く含まれていない。

【0015】(3) 次に、フェライト分率が大きくフェライト粒が粗大であると、高周波焼入れ後、元々フェライトの部分が低炭素マルテンサイトとなり、硬さムラを生じる。フェライトは通常軸方向に平行にバンド状に存在するため、高周波焼入れ後、硬さの低い部分が軸方向に平行な面で存在することになる。図1は、高周波焼入れ前の組織にフェライトバンドが存在すると、高周波焼入れ後にどのような影響がでるかを模式的に表した図である。フェライトバンドが顕著であると、図1に示したように、高周波焼入れ後、元々フェライト組織の部分が高炭素マルテンサイト、元々フェライトバンドの部分が低炭素マルテンサイトとなり、硬い層と軟らかい層が軸方向に沿って層状に存在することになる。このような鋼材に、振り応力を負荷した場合、軸方向が剪断応力最大の方向になるため、軟らかい低炭素マルテンサイト層に沿って、剪断き裂が発生・伝播し、低強度での破壊を招く。以上の理由から、フェライト分率が高く、フェライ

ト粒が粗大であると、高周波焼入れ後軸方向に平行な面での振り疲労き裂の発生、初期伝播が促進される。そのため、これを防止するためには、MnSの粒状化と併せて、フェライト分率を規制し、フェライト粒を微細化することが必須である。

【0016】(4) 次に、フェライト組織の適正化に加えて、フェライトバンド自体を抑制することも有効である。フェライトバンドの程度は、図2に示すように昭和45年社団法人日本金属学会発行「日本金属学会誌第34巻第9号第961頁」において1~7の7段階に評点化されている。すなわち、上記の日本金属学会誌第34巻第9号の第957頁~962頁には、標題のとおり「フェライト縞状組織に及ぼすオーステナイト結晶粒度と鍛造比の影響について」が記載されており、第961頁左欄第7~8行には「縞状組織の程度を数量的に表示するために、Photo. 4の基準写真を作成した。」と記載されており、同頁の「Photo. 4 Classifications of ferrite bands (×50×2/3×5/6)」には1~7の基準写真が掲載されている。該評点では、評点の番号が小さいほどフェライトバンドが軽微であり、評点の番号が大きいほどフェライトバンドが顕著であることを示している。高周波焼入れ後の振り疲労特性の向上を図るには、熱間圧延方向に平行な断面の組織の、上記の日本金属学会誌第34巻第961頁で定義されたフェライトバンドの評点が1~5であることが有効である。

【0017】(5) さらに、フェライト分率が大きいことに起因する硬さムラの低減には、Cr含有量の上限値を規制することが有効である。これは、炭化物の溶け込み不良を防止し、フェライト分率起因による硬さムらを低減する効果による。

【0018】(6) なお、振り疲労特性の向上に及ぼすMnSの粒状化の効果とフェライト組織適正化の効果はほぼ同じ大きさである。

【0019】(7) 次に、上記振り疲労破壊過程「C.」の欄で述べた、軸方向に45度の面で粒界割れを伴う脆性破壊モードⅠを抑制するためには、次の方法による粒界強化が有効である。

①必須元素としてBを添加。Bは粒界偏析Pを粒界から追い出す効果による。

②粒界偏析元素であるP、O量の低減。

③前組織のフェライト組織の微細化によるオーステナイト粒組織の微細化。

④より一層振り疲労強度の向上を図るためには、Si増量による粒界炭化物の微細化が有効。

【0020】(8) なお、本発明で対象としている部品は切削や冷鍛等の冷間加工により製造されるものが多いために、冷間加工性の確保も重要な課題である。素材の段階で硬さの向上を抑えて、高周波焼入れ性を向上させるためには、MnとBの添加が有効である。Bを焼入れ



性に効かせるためには、Nの低減が必要であり、本発明では、N量を0.0070%未満に低減する。

【0021】本発明は以上の新規なる知見にもとづいてなされたものである。

【0022】以下、本発明について詳細に説明する。

【0023】Cは高周波焼入れ後、鋼に必要な強度を与えるのに有効な元素であるが、0.3%未満では必要な強さを確保することができず、0.58%を超えると硬くなって冷間加工性が劣化するので、0.3~0.58%の範囲内にする必要がある。好適範囲は0.4~0.56%である。

【0024】Siは鋼の脱酸に有効な元素であるとともに、鋼に必要な強度、焼入れ性を与え、焼戻し軟化抵抗を向上するのに有効な元素であるが、0.01%未満ではその効果は不十分である。一方、1.0%を超えると、硬さの上昇を招き冷間加工性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.01~1.0%の範囲内にする必要がある。冷間加工性を重視する場合の好適範囲は0.01~0.5%であり、特に冷間加工性を重視する場合の好適範囲は0.01~0.15%である。また、振り疲労特性を重視する場合の好適範囲は0.35超~1.0%であり、特に高強度化を指向する場合は、0.5~1.0%の範囲の添加が望ましい。

【0025】Mnは、高周波焼入れ性の向上に有効な元素である。振り疲労特性を得るために十分な硬化層深さを得るためには、0.85%未満ではその効果は不十分である。一方、1.7%を超えると、硬さの顕著な上昇を招き冷間加工性が劣化するので、0.85~1.7%の範囲内にする必要がある。好適範囲は0.85~1.4%である。

【0026】Sは鋼中でMnSを形成し、これによる被削性の向上を目的として添加するが、0.005%未満ではその効果は不十分である。一方、0.15%を超えるとその効果は飽和し、むしろ振り疲労特性の劣化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.005~0.15%の範囲内にする必要がある。好適範囲は0.005~0.04%である。なお、MnSが伸長していると、振り疲労特性が劣化するために、MnSを粒状微細分散させるために、Te、Ca、Zr、Mg、希土類元素の1種または2種以上を必須元素として含有させる必要がある。

【0027】Bは次の3点を狙いとして添加する。①棒鋼・線材圧延において、圧延後の冷却過程でボロン鉄炭化物を生成することにより、フェライトの成長速度を増加させ、圧延までの軟質化を促進する。②高周波焼入れに際して、鋼に焼入れ性を付与する。③高周波焼入れ材の粒界強度を向上させることにより、機械部品としての疲労強度・衝撃強度を向上させる。0.0005%未満の添加では、上記の効果は不十分であり、0.005%を超えるとその効果は飽和するので、その含有量を

0.0005~0.005%の範囲内にする必要がある。好適範囲は0.001~0.003%である。

【0028】Alは脱酸剤として有用であるとともに、鋼中に存在する固溶NをAlNとして固定し、固溶Bを確保するのに有用である。しかしAl量が多すぎるとAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が過度に生成することとなり、内部欠陥が増大するとともに冷間加工性を劣化することとなる。したがって、本発明では0.001~0.1%とした。また固溶Nを固定する作用を有するTi無添加の場合には、Alは0.04~0.1%とすることが好ましい。

【0029】次に、本発明では、Te、Ca、Zr、Y、Mg、希土類元素のうち1種または2種以上を必須元素として含有させる。これらの元素は各々酸化物を生成し、この酸化物がMnSの生成核となるとともに、MnSが(Mn、Ca)Sや(Mn、Mg)Sのように組成改質される。これにより熱間圧延時にこれらの硫化物の延伸性が改善され、粒状MnSが微細分散するため、高周波焼入れ後の振り疲労特性が向上する。このような効果は、Te:0.0005%未満、Ca:0.0005%未満、Zr:0.0003%未満、Mg:0.001%未満、Y:0.001%未満、希土類元素:0.001%未満の添加は不十分である。一方、Te:0.02%超、Ca:0.02%超、Zr:0.01%超、Mg:0.035%超、Y:0.1%超、希土類元素:0.15%超を添加すると、上記のような効果は飽和し、これらの過剰添加はむしろCaO、MgO等の粗大酸化物やそのクラスターを生成したり、ZrN等の硬質析出物を生成し、冷間加工性の劣化を招く。以上の理由から、これらの含有量をTe:0.0005~0.02%、Ca:0.0005~0.02%、Zr:0.0003~0.01%、Mg:0.001~0.035%、Y:0.001~0.1%、希土類元素:0.001~0.15%とした。なお、本発明でいう希土類元素とは原子番号57~71番の元素を指す。

【0030】Pは冷間鍛造時の変形抵抗を高め、靱性を劣化させる元素であるため、冷間加工性が劣化する。また、高周波焼入れ、焼戻し後の部品の結晶粒界を脆化させることによって、最終製品の疲労強度を劣化させるのでできるだけ低減することが望ましい。したがってその含有量を0.025%以下に制限する必要がある。好適範囲は0.015%以下である。

【0031】Crはセメンタイト中に固溶してセメンタイトを安定化する。そのために、高周波焼入れの短時間加熱時にセメンタイトの溶け込み不良を起こし、硬さムラの原因となり、振り疲労特性の劣化を引き起こす。この挙動は、特に0.35%を超えると顕著になる。以上の理由から、その含有量を0.35%以下に制限する必要がある。好適範囲は0.15%以下である。

【0032】Nは以下の2点の理由から極力制限することが望ましい。①Bは上記のように焼入れ性向上、粒界

強化等を目的として添加するが、これらのBの効果は鋼中で固溶Bの状態初めて効果を発現するため、N量を低減してBNの生成を抑制することが必須である。②また、Nは鋼中のAl、Tiと結びつく粗大な窒化物を生成し、冷間割れの原因となるなど、冷間加工性が顕著に劣化する。上記の悪影響はN量が0.007%以上の場合特に顕著である。以上の理由から、その含有量を0.007%未満にする必要がある。好適範囲は0.005%以下である。

【0033】また、Oは鋼中でAl、O<sub>2</sub>のような酸化物系介在物を形成する。酸化物系介在物が鋼中に多量に存在すると、冷間加工性が劣化する。O含有量が0.0025%を超えると特にその傾向が顕著になる。以上の理由から、その含有量を0.0025%以下に制限する必要がある。好適範囲は0.002%以下である。

【0034】以上が本発明が対象とする鋼の基本成分であるが、本発明の第2請求項ではさらに、Tiを添加することにより、TiによりNをTiNとして固定し、Nを無害化することにした。また、Tiは脱酸作用を有する元素である。但し、Tiを0.05%を超えて添加すると、TiCによる析出硬化が顕著になり、冷間加工性が顕著に劣化する。このため、必要に応じて、Ti：0.05%以下含有させることとした。

【0035】次に、本発明第3請求項では、Nb、Vの1種または2種を含有する。

【0036】Nbは鋼中のC、Nと結びついてNb(CN)を形成し、結晶粒の微細化および析出硬化による芯部硬さの増加に有効な元素である。但し、0.04%を超えると、素材の硬さが硬くなって冷間加工性が劣化するとともに、棒鋼・線材圧延加熱時の溶体化が困難になる。以上の理由から、その含有量を0.04%以下にする必要がある。好適範囲は、0.03%以下である。

【0037】VもNbと同様の効果を狙いとして添加する。但し、0.4%を超えると、素材の硬さが硬くなって冷間加工性が劣化するとともに、棒鋼・線材圧延加熱時の溶体化が困難になる。以上の理由から、その含有量を0.4%以下にする必要がある。好適範囲は、0.3%以下である。

【0038】次に、本発明第4請求項では、Mo、Niの1種または2種を含有する。

【0039】Moは鋼に強度、焼入れ性を与えるとともに、高周波焼入れ後の粒界強度を向上させて強度特性を増加させるのに有効な元素である。但し、0.3%を超えて添加すると硬さの上昇を招き冷間加工性が劣化する。以上の理由から、その含有量を0.3%以下にする必要がある。

【0040】Niも鋼に強度、焼入れ性を与えるのに有効な元素であるが、1%を超えて添加すると硬さの上昇を招き冷間加工性が劣化する。以上の理由から、その含有量を1%以下にする必要がある。

【0041】次は、本発明の組織について説明する。

【0042】フェライト分率が大きくフェライト粒が粗大であると、上記のように高周波焼入れ後、元々フェライトの部分低炭素マルテンサイトとなり、硬さムラを生じる。フェライトは通常軸方向に平行にバンド状に存在するため、高周波焼入れ後、硬さの低い部分が軸方向に平行な面で存在することになる。以上の理由から、フェライト分率が高く、フェライト粒が粗大であると、高周波焼入れ後軸方向に平行な面での振り疲労き裂の発生、初期伝播が促進される。そのため、これを防止するためには、MnSの粒状化と併せて、フェライト分率を規制し、フェライト粒を微細化することが必須である。フェライトの組織面積率が含有炭素量C(%)に対して、 $1-1.05 \times C$ を超えるか、フェライト結晶粒径が25μmを超える場合に、上記のようなフェライト組織に起因する悪影響が顕著になる。以上の理由から、組織をフェライトの組織面積率が含有炭素量C(%)に対して、 $1-1.05 \times C$ 以下であり、フェライト結晶粒径が25μm以下であることが必要である。ここで、フェライトの組織面積率は分率で表示し、つまり組織全体の面積を1としたときのフェライトの組織面積率で表示する。例えば、0.4%C鋼では $1-1.05 \times C = 0.58$ であり、フェライトの組織面積率を0.58以下(百分率で表示すれば58%以下)に規制する。

【0043】次に、本発明請求項5では、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの評点が1~5の範囲に制限する。フェライトバンドの評点は、上記のように日本金属学会誌第34巻第961頁で定義された評点である。本発明において、組織因子をこのように限定した理由を以下に述べる。

【0044】高周波焼入れは急速加熱であるために、高周波焼入れ前の組織のフェライトが粗大であると、フェライトの部分は、オーステナイト化後、炭素の拡散が不十分であり、炭素濃度が添加炭素濃度よりも低くなり、焼入れ後、その位置での硬さが小さくなる。ここで、一般的に、熱間圧延後の鋼材の圧延方向に平行な断面ではフェライトバンドと呼ばれる縞状組織が認められる。粗大なフェライトがフェライトバンドとして列状に連続して存在すると、焼入れ後の硬さムラが特に顕著になり、長手方向に元のフェライトバンドに対応して硬さの軟らかいバンドを形成する。そのため、最終部品に繰返し振りモーメントを負荷した時に、この軟質なバンドに沿って剪断応力によって疲労き裂が生成し、低い強度で破壊する。以上の現象は、フェライトバンドの評点が5を超えると特に顕著になる。以上の理由から、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの評点が1~5とした。好適範囲は、熱間圧延方向に平行な断面の組織のフェライトバンドの評点が1~4の範囲である。

【0045】次に、請求項6の発明は、振り疲労特性に優れた高周波焼入れ部品についての発明である。請求項

1～4のいずれか1つに記載の成分を有し、Mn Sのアスペクト比が10以下に制限する。図3に高周波焼入れ軸部品について、Mn Sのアスペクト比と振り疲労における時間強度の関係を調査した結果を示す。Mn Sのアスペクト比が10を超えると振り疲労特性は顕著に劣化する。以上の理由から、Mn Sのアスペクト比を10以下に制限した。

【0046】本発明では、鑄片のサイズ、凝固時の冷却速度、分塊圧延条件、棒鋼圧延条件・冷却条件については特に限定するものではなく、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。

【0047】

【実施例】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

【0048】（実施例1）表1に示す組成を有する鋼を溶製した。ここで、鋼中のZrの分析方法であるが、JIS G 1237-1997付属書3と同様の方法でサンプル処理した後、鋼中Nb量の分析同様に鋼中Zr量をICP（誘導結合プラズマ発光分光分析法）によって測定した。但し本発明での実施例の測定に供したサンプルは2gで、ICPにおける検量線も微量Zrに適するように設定して測定した。すなわちZr濃度が1～200ppmとなるようにZr標準液を希釈して異なるZr濃度の溶液を作成し、そのZr量を測定することで検量線を作成した。なおこれらのICPに関する共通的な方法についてはJIS K 0116-1995（発光分光分析方法通則）およびJIS Z 8002-1991（分析、試験の許容差通則）による。

【0049】162mm角の圧延素材としたのち、熱間圧延により、直径36～45mmの棒鋼を製造した。熱間圧延後の冷却は、一部の材料は空冷、また一部の材料は冷却床に設置した保温カバーを用いて冷却速度を空冷よりも遅くした。

【0050】圧延後の棒鋼の組織観察を行い、フェライト分率、フェライト結晶粒径を求めた。

【0051】また、圧延後の棒鋼のビッカース硬さを測定した。さらに、圧延ままの棒鋼から、据え込み試験片を作成し、冷間加工性の指標として、冷間変形抵抗と限界据え込み率を求めた。冷間変形抵抗は相当歪み1.0における変形抵抗で代表させた。

【0052】さらに、圧延材から平行部直径20mmの静的振り試験片、振り疲労試験片を採取した。静的振り試験片、振り疲労試験片について周波数8.5kHz、最高加熱温度1000℃の条件で高周波焼入れを行い、その後170℃×1時間の条件で焼戻しを行った。その後、静的振り試験、振り疲労試験を行った。振り疲労特性は1×10<sup>5</sup>サイクルでの時間強度で評価した。また、振り試験片の長手方向の断面において、画像解析装置を用いて、Mn Sのアスペクト比を求めた。

【0053】これらの調査結果を表2、3に示す。高周波焼入れ材の硬化層深さは、HV450の深さと半径rの比で表示した。

【0054】比較例22はJISのS40Cの特性、比較例23はJISのS45Cの特性、また比較例24はJISのS53Cの特性である。また、比較例25は0.4C、比較例26は0.45C、比較例27は0.53Cのボロン鋼の特性である。これらの比較例では、いずれもMn Sのアスペクト比が本発明規定の範囲を上回っている。そして、同一C量について、本発明例と比較例を比較すると、本発明例の振り疲労強度は比較例に比べて顕著に優れている。

【0055】次に、比較例28、29、30は圧延後、引き続いて650℃の炉において焼鈍を行った場合であり、比較例28、29はフェライト分率が本発明規定の範囲を上回った場合であり、比較例30はフェライト結晶粒径が本発明規定の範囲を上回った場合であり、ともに振り疲労特性が本発明例に比べて劣っている。

【0056】

【表1】

区分	鋼水準	C	Si	Mn	S	B	Al	Ta	Ca	Zr	Mg	Y	P	Cr	N	O	Ti	Nb	V	Mo	Ni
発明例	A	0.40	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	0.0034	-	-	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	-	-	-	-	-
〃	B	0.41	0.05	1.31	0.015	0.0015	0.030	-	-	0.0017	-	-	0.013	0.18	0.0047	0.0013	-	-	-	-	-
〃	C	0.44	0.04	1.02	0.013	0.0018	0.034	-	0.0024	-	-	-	0.015	0.02	0.0045	0.0010	-	-	-	-	-
〃	D	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	-	-	-	0.0184	-	0.017	0.04	0.0037	0.0011	-	-	-	-	-
〃	E	0.41	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0019	0.0078	-	0.014	0.07	0.0049	0.0012	-	-	-	-	-
〃	F	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	0.0029	0.0018	0.0018	-	-	0.017	0.04	0.0042	0.0012	-	-	-	-	-
〃	G	0.53	0.03	1.29	0.014	0.0023	0.028	-	-	-	-	0.016	0.014	0.16	0.0045	0.0009	-	-	-	-	-
〃	H	0.44	0.02	1.28	0.015	0.0018	0.035	0.0030	-	-	-	-	0.012	0.12	0.0047	0.0009	-	-	-	-	-
〃	I	0.53	0.03	1.28	0.015	0.0017	0.030	0.0030	0.0014	-	0.0012	-	0.012	0.04	0.0043	0.0013	0.025	-	-	-	-
〃	J	0.40	0.04	1.02	0.018	0.0002	0.028	-	-	-	0.0031	-	0.014	0.04	0.0046	0.0012	0.024	-	-	-	-
〃	K	0.40	0.05	1.33	0.018	0.0024	0.031	0.0032	-	-	-	-	0.015	0.05	0.0047	0.0011	0.025	-	-	-	-
〃	L	0.44	0.04	0.95	0.015	0.0018	0.037	-	-	0.0021	-	-	0.010	0.03	0.0041	0.0009	0.018	-	-	-	-
〃	M	0.45	0.05	1.30	0.013	0.0019	0.028	-	0.0019	-	-	-	0.012	0.04	0.0035	0.0012	0.021	-	-	-	-
〃	N	0.53	0.04	0.95	0.018	0.0015	0.030	-	-	-	-	0.021	0.015	0.03	0.0034	0.0013	0.024	-	-	-	-
〃	O	0.53	0.03	1.34	0.014	0.0023	0.034	-	-	0.0012	0.0019	-	0.014	0.04	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-	-
〃	P	0.44	0.07	1.27	0.013	0.0021	0.035	-	-	0.0014	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	0.025	-	-	-	-
〃	Q	0.40	0.04	0.92	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0019	-	-	0.014	0.04	0.0045	0.0010	-	0.025	-	-	-
〃	R	0.41	0.05	1.30	0.015	0.0015	0.030	0.0031	-	-	-	-	0.013	0.18	0.0047	0.0013	-	0.10	-	-	-
〃	S	0.45	0.04	1.02	0.013	0.0018	0.034	-	-	-	0.0152	-	0.015	0.02	0.0045	0.0010	0.025	0.021	0.07	-	-
〃	T	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0020	0.033	-	0.0021	-	-	-	0.017	0.04	0.0037	0.0011	0.024	0.024	-	-	-
〃	U	0.40	0.04	0.97	0.014	0.0022	0.028	-	-	0.0016	0.0081	-	0.014	0.07	0.0049	0.0012	-	-	-	0.17	-
〃	V	0.43	0.04	1.28	0.018	0.0018	0.033	0.0029	0.0017	0.0018	-	-	0.017	0.04	0.0042	0.0012	0.020	-	-	0.18	0.78
〃	W	0.52	0.03	1.28	0.014	0.0021	0.033	0.0030	0.0015	-	0.0014	-	0.014	0.18	0.0045	0.0009	-	0.024	-	0.18	-
〃	X	0.53	0.03	1.30	0.015	0.0017	0.030	-	-	-	-	0.018	0.012	0.04	0.0043	0.0013	0.021	0.023	-	0.05	0.14
〃	Y	0.40	0.04	1.02	0.018	0.0002	0.028	-	-	-	0.0013	-	0.014	0.04	0.0046	0.0012	0.024	0.020	0.08	0.15	-
比較例	Z	0.40	0.24	0.81	0.018	-	0.031	-	-	-	-	-	0.015	0.05	0.0047	0.0011	-	-	-	-	-
〃	a	0.45	0.24	0.78	0.016	-	0.027	-	-	-	-	-	0.010	0.12	0.0041	0.0009	-	-	-	-	-
〃	b	0.53	0.23	0.80	0.013	-	0.028	-	-	-	-	-	0.012	0.04	0.0035	0.0012	-	-	-	-	-
〃	c	0.40	0.04	0.93	0.016	0.0015	0.030	-	-	-	-	-	0.015	0.03	0.0034	0.0012	0.024	-	-	-	-
〃	d	0.45	0.03	1.28	0.014	0.0021	0.034	-	-	-	-	-	0.013	0.42	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-	-
〃	e	0.53	0.04	1.03	0.007	0.0023	0.028	-	-	-	-	-	0.014	0.04	0.0037	0.0009	0.017	-	-	-	-

【0057】

\*20\*【表2】

区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05×C	フェライト結晶粒径	圧延後の硬さHV	冷間変形抵抗	限界撓込率	高周波焼入れ材の特性						MnSの7.5μm以下
										硬化層深さ*2 HV	硬化層深さ*2 t/r	γ粒径	静的振り強度MPa	疲り強度*3		
本発明規定の範囲				≤1-1.05×C		≤25μm										≤10
第1発明例	1	A	F+P	0.51	0.58	20	146	752	72	648	0.45	9.1	1795	789	4.3	
〃	2	C	F+P	0.43	0.54	18	157	755	71	698	0.46	9.0	1801	793	4.6	
〃	3	D	F+P	0.47	0.55	15	158	809	69	701	0.47	9.5	1805	808	3.5	
〃	4	E	F+P	0.50	0.57	17	146	753	71	853	0.51	9.3	1831	797	4.7	
〃	5	F	F+P	0.48	0.55	18	154	810	70	894	0.47	9.6	1803	802	4.3	
〃	6	G	F+P	0.28	0.44	9	183	869	60	744	0.53	9.1	1876	832	3.5	
〃	7	H	F+P	0.46	0.55	20	172	867	65	898	0.47	9.4	1884	847	3.7	
第2発明例	8	I	F+P	0.26	0.44	8	186	864	61	743	0.44	9.2	1875	818	3.6	
〃	9	J	F+P	0.47	0.58	19	146	805	70	845	0.47	9.1	1789	803	4.5	
〃	10	K	F+P	0.46	0.58	18	144	815	67	847	0.47	9.3	1855	802	3.8	
〃	11	L	F+P	0.42	0.54	18	154	808	70	702	0.48	9.2	1806	795	4.2	
〃	12	N	F+P	0.27	0.44	8	178	874	60	751	0.51	9.2	1885	846	4.6	
〃	13	O	F+P	0.29	0.44	7	181	901	60	747	0.49	9.3	1912	847	5.4	
〃	14	P	F+P	0.44	0.53	20	185	869	64	705	0.50	9.4	1899	855	6.1	
第3発明例	15	Q	F+P	0.49	0.58	20	147	752	70	645	0.45	9.2	1797	789	5.2	
〃	16	R	F+P	0.48	0.57	18	148	818	69	653	0.50	9.1	1863	802	5.7	
〃	17	T	F+P	0.43	0.55	19	158	810	70	689	0.50	9.0	1808	809	4.6	
第4発明例	18	U	F+P	0.47	0.58	21	144	819	69	653	0.51	9.2	1862	802	3.6	
〃	19	V	F+P	0.43	0.55	19	153	824	66	878	0.48	9.3	1869	809	4.2	
〃	20	W	F+P	0.32	0.45	8	184	904	56	737	0.51	9.6	1945	897	4.4	
〃	21	Y	F+P	0.47	0.58	19	147	820	66	851	0.46	9.5	1852	802	5.4	

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*3 10の5乗回時間強度

【0058】

【表3】

区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05 ×C	フェライト結晶 粒径	圧延 後の硬さ HV	冷間 変形抵抗	限界 撓込率	高周波焼入れ材の特性						MnSのアス ペクト比
										硬化層硬さ*2 HV	硬化層深さ μr	γ粒 度	静的 振り強度 MPa	振り 疲労強度 *3		
本発明規定の範囲				≤1- 1.05 ×C		≤25 μm										≤10
比較例	22	Z	F+P	0.46	0.58	19	163	835	62	643	0.44	9.4	1587	631		12.7
"	23	a	F+P	0.42	0.53	21	187	873	61	693	0.46	9.2	1629	684		17.3
"	24	b	F+P	0.24	0.44	18	222	973	53	735	0.46	9.4	1682	716		15.9
"	25	c	F+P	0.51	0.58	21	147	753	70	652	0.49	9.3	1783	784		18.3
"	26	d	F+P	0.48	0.53	18	154	819	67	701	0.51	9.2	1791	790		17.1
"	27	e	F+P	0.34	0.44	9	182	872	62	742	0.50	9.5	1862	819		16.9
"	28	A	F+P	0.60	0.58	20	137	732	75	627	0.42	9.3	1763	729		5.8
"	29	I	F+P	0.47	0.44	8	175	827	68	728	0.41	9.5	1864	784		4.7
"	30	U	F+P	0.55	0.58	30	136	749	73	628	0.47	9.5	1854	731		4.9

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*3 10の5乗回時間強度

【0059】(実施例2)次に、表1に示す鋼水準B、M、S、Xについて、圧延仕上げ温度850～980℃および700～840℃の二つの条件で圧延した。前者の条件が本発明例、後者の条件が比較例の圧延条件である。これらの材料について、実施例1と同様の評価を行った。さらに、圧延材について圧延方向に平行な断面のフェライトバンドの評点を求めた。

\*【0060】調査結果を表4に示す。比較例35～38では、フェライトバンドの評点が本発明規定の範囲を上回っている。そして、本発明例の振り疲労強度は比較例に比べて顕著に優れている。

【0061】

【表4】

\*

区分	No.	鋼水準	ミクロ組織*1	フェライト分率	1-1.05×C	フェライト結晶粒径	フェライトバンドの評点*2	圧延後の硬さHV	冷間変形抵抗	限界撓込率	高周波焼入れ材の特性						MnSのアスペクト比
											硬化層硬さ*3 HV	硬化層深さ $\mu\text{r}$	$\gamma$ 粒度	静的振り強度MPa	振り疲労強度*4 MPa		
本発明規定の範囲				$\leq 1-1.05 \times C$		$\leq 25 \mu\text{m}$	1~5										$\leq 10$
第5発明例	31	B	F+P	0.48	0.57	17	2	147	817	68	652	0.51	9.2	1851	799		5.1
#	32	M	F+P	0.43	0.53	19	1	159	823	65	698	0.51	9.8	1865	805		5.7
#	33	S	F+P	0.45	0.53	17	2	161	808	70	702	0.47	9.5	1804	804		4.1
#	34	X	F+P	0.33	0.44	7	2	181	907	58	748	0.48	8.3	1939	893		5.1
比較例	35	B	F+P	0.53	0.57	23	6	135	802	69	621	0.42	10.1	1712	719		6.3
#	36	M	F+P	0.49	0.53	22	6	145	814	66	673	0.40	10.7	1723	725		6.7
#	37	S	F+P	0.50	0.53	24	7	143	782	71	664	0.38	10.6	1854	718		5.1
#	38	X	F+P	0.41	0.44	19	6	168	892	58	694	0.40	10.6	1784	814		6.4

\*1 F:フェライト、P:パーライト、B:ベイナイト

\*2 熱間圧延方向に平行な断面

\*3 表面から0.5mmの位置の平均硬さ

\*4 10の5乗回時間強度

【0062】

【発明の効果】本発明の振り疲労特性に優れた高周波焼入れ用鋼ならびに高周波焼入れ部品を用いれば、高周波焼入れ部品の製造に際して、優れた振り疲労特性を有する製品を得ることができる。本発明鋼と本発明部品を用いることによって、高周波焼入れすることにより製造されるCVJ部品等の各種シャフト類の振り疲労強度の向上が可能になる。以上のように、本発明による産業上の

効果は極めて顕著なるものがある。

【図面の簡単な説明】

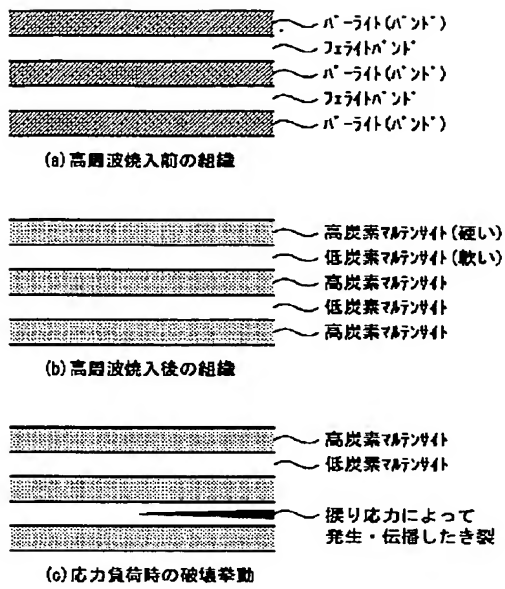
【図1】高周波焼入れ前のフェライトバンド組織が高周波焼入れ後に及ぼす影響を示す図である。

【図2】縞状組織の程度を数量的に表示する金属組織の写真(倍率:28倍)である。

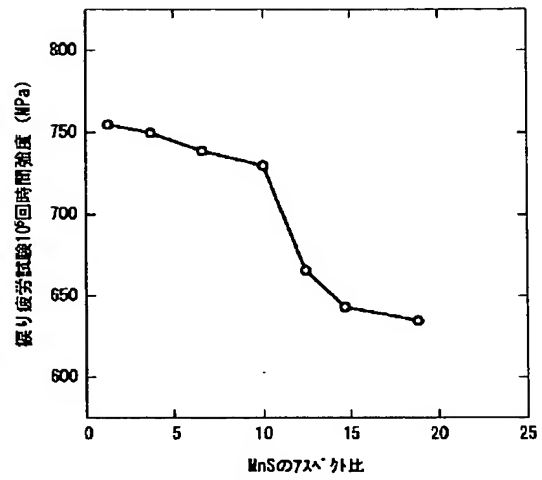
【図3】振り疲労試験における時間強度とMnSのアスペクト比の関係を示す図である。

40

【図1】

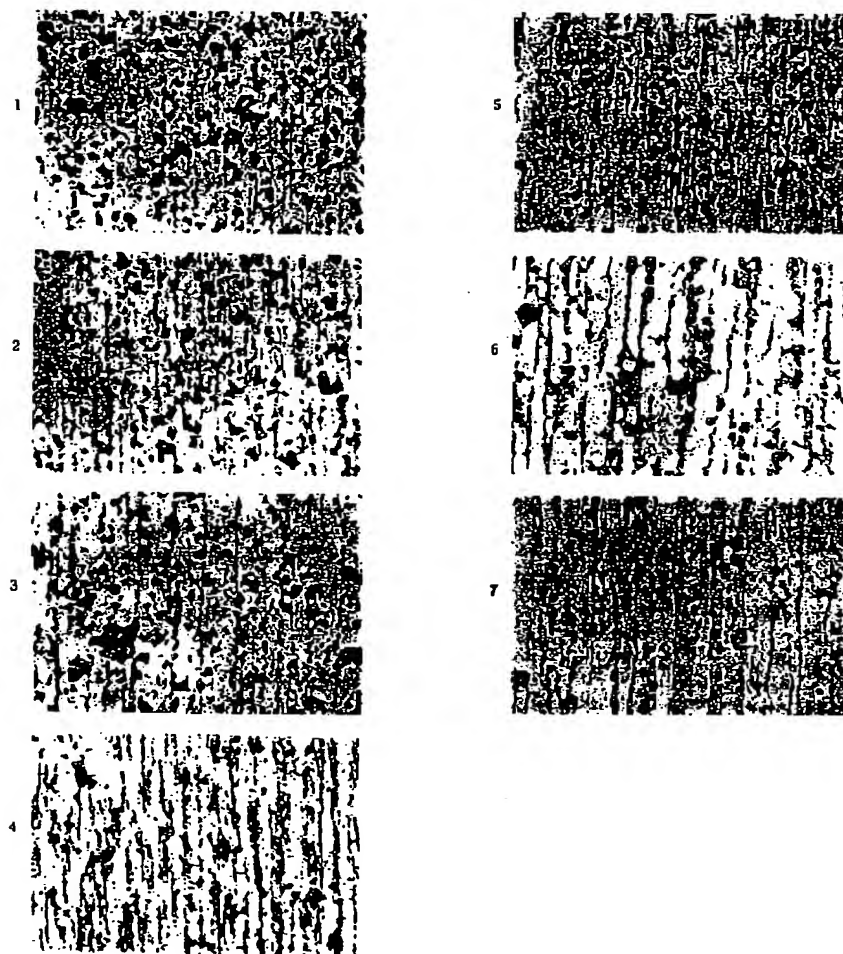


【図3】





【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 橋村 雅之  
室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
蘭製鐵所内

Fターム(参考) 3J033 AA01 AB03 AC01

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record.**

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**